

УДК 548.735:669.715

СТРУКТУРА БЫСТРОЗАТВЕРДЕВШИХ ФОЛЬГ СПЛАВА АМг6

В. Г. ШЕПЕЛЕВИЧ*Белорусский государственный университет, г. Минск*

Введение

Алюминиевый сплав АМг6 широко используется в различных областях техники. Улучшение его свойств может быть достигнуто модифицированием структуры сверхбыстрой закалкой из расплава [1]. В связи с этим целью исследования является установление закономерностей формирования структуры и определение свойств фольг сплава АМг6, полученных сверхбыстрой закалкой из жидкой фазы, а также их изменение при термической обработке.

Материалы и методика эксперимента

Быстрозатвердевшие фольги получены инжeksiрованием капли расплава (~0,2 г) на внутреннюю полированную поверхность вращающегося медного цилиндра диаметром 20 см. Линейная скорость поверхности цилиндра 15 м/с. Толщина исследуемых фольг составляла 30...80 мкм. Скорость охлаждения расплава, как показал расчет [2], составила ~10⁶ К/с. Рентгеноструктурные исследования фольг проводились на установке ДРОН-3М с использованием медного излучения. Параметр кристаллической решетки a определялся по угловому положению дифракционной линии 420. Относительная погрешность определения a составила 0,01 %. Проводилось также определение физического уширения β этой линии. Для исследования текстуры быстрозатвердевших фольг использовался метод обратных полюсных фигур. Полюсные плотности дифракционных линий 111, 200, 220, 311, 331 и 420 рассчитывались по методу Харриса [3]. Металлографические исследования выполнены с помощью оптического микроскопа «НЕОРНОТ-21». Изучение топографии поверхности и поперечного среза фольги проводилось с помощью растрового электронного микроскопа LEO1455VP. Для проведения рентгеноспектрального микроанализа фольг использовался энергодисперсионный SiLi-полупроводниковый детектор. Микротвердость H_{μ} фольг измерялась на приборе ПМТ-3 с использованием нагрузки 20 г. Относительная погрешность измерения H_{μ} составила 4 %. Быстрозатвердевшие фольги подвергались изохронному и изотермическому отжигам [4].

Результаты и их обсуждение

Поверхность фольги, прилегающая к поверхности кристаллизатора, имела зеркальный вид, хотя и содержала небольшие раковины. Противоположная сторона фольги была бугристой, состояла из впадин и выступов. С помощью растровой электронной микроскопии обнаружено образование ячеистой структуры на бугристой поверхности и в раковинах зеркальной поверхности фольги. Большинство ячеек ограничено 4–7 сторонами, а их размер находится в пределах от 0,5 до 3 мкм. В объеме фольги, как показали исследования поперечного среза, ячеистая структура не обнаружена. С помощью рентгеновского микроанализа наблюдалось однородное распределение алюминия и легирующих элементов (магния, марганца и железа) в фольгах после их получения. Таким образом, фольги сплава АМг6, полученные сверхбыстрой закалкой из расплава, являются однофазными. Твердый раствор на основе алюминия, содержащий магний, марганец и железо, является пересыщенным.

**Полюсные плотности дифракционных линий твердого раствора алюминия
быстрозатвердевших фольг сплава АМг6 в исходном и отожженном состояниях**

Температура (°С)/ время (ч) отжига	Дифракционные линии					
	111	200	220	311	331	420
Исходное состояние	3,2	0,9	0,6	0,4	0,5	0,4
220 / 1,0	3,1	1,0	0,6	0,4	0,5	0,4
315 / 1,0	3,0	1,0	0,6	0,4	0,5	0,4
420 / 1,0	3,1	1,0	0,5	0,5	0,5	0,4
540 / 1,0	1,6	1,6	0,8	0,8	0,6	0,6

Быстрозатвердевшие фольги сплава АМгб имеют микрокристаллическую структуры, а зерна преимущественную ориентацию. В таблице приведены значения полюсных плотностей p дифракционных линий. Наибольшим значением p характеризуется дифракционная линия 111, что указывает на формирование текстуры (111). Более половины объема фольги ориентировано плоскостями $\{111\}$ параллельно ее поверхности. Образование микрокристаллической структуры и текстуры (111) наблюдалось ранее в быстрозатвердевших фольгах чистого алюминия и его бинарных сплавов [5]. Энергетический барьер перемещения межфазной границы жидкость– кристалл, совпадающей с плоскостями $\{111\}$ меньше, чем для межфазной границы, совпадающей с другими плоскостями. Вследствие этого при высокоскоростном затвердевании преимущественно растут те зерна, у которых плоскости $\{111\}$ перпендикулярны направлению теплоотвода, формируя тем самым текстуру (111) [6].

Микротвердость быстрозатвердевших фольг сплава АМгб достигает 1 ГПа и в 1,4–1,6 раза превышает микротвердость массивных и отожженных образцов. Такое различие обусловлено действием в быстрозатвердевших фольгах зернограничного механизма упрочнения из-за формирования микрокристаллической структуры и твердорастворного механизма упрочнения, обусловленного образованием пересыщенного твердого раствора алюминия [7].

Быстрозатвердевшие фольги сплава АМгб находятся в неустойчивом состоянии. На рис. 1 приведен график зависимости микротвердости фольги от температуры изохронного отжига. Наблюдаемое немонотонное изменение H_μ при изохронном отжиге подтверждается ее изменением при изотермическом отжиге, проводимом при температурах 100, 200, 355 и 410 °С (рис. 2). Увеличение микротвердости при отжиге от комнатной температуры до 150 °С целесообразно связать с образованием кластеров марганца, которые при отжиге в интервале температур 150...200 °С распадаются, вызывая тем самым уменьшение H_μ [8].

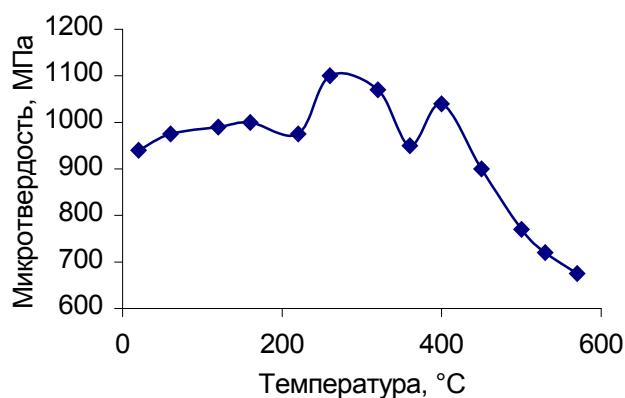


Рис. 1. Изменение микротвердости быстрозатвердевшей фольги сплава АМгб при изохронном отжиге

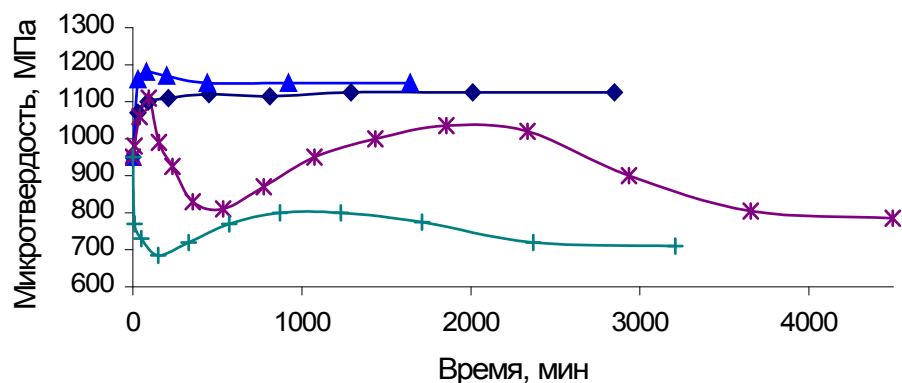


Рис. 2. Изменение микротвердости быстрозатвердевших фольг сплава АМг6 при изотермическом отжиге: ◆ 100 °C; ▲ 200 °C; ✱ 355 °C; + 410 °C

Нагрев фольг свыше 200 °C приводит снова к повышению микротвердости, а затем к ее уменьшению. Параметр кристаллической решетки пересыщенного твердого раствора алюминия при нагреве выше 210 °C монотонно уменьшается (рис. 3), что свидетельствует о его распаде. При этом, как показали рентгеноструктурный анализ и рентгеноспектральный микроанализ, происходит выделение дисперсной магнийсодержащей β -фазы. Уменьшение концентрации магния в пересыщенном твердом растворе алюминия вызывает уменьшение физического уширения дифракционной линии 420 почти в 6 раз (рис. 3).

Дальнейшее повышение температуры отжига вызывает выделение марганца и железа из пересыщенного твердого раствора алюминия. Рентгеноспектральный анализ микроанализ фольг, отожженных при 540 °C в течение 1 ч, позволил обнаружить неоднородное распределение магния, марганца и железа. Размер частиц магнийсодержащей фазы достигал 5 мкм, а частиц алюминидов переходных металлов – 2 мкм. Расстояние между выделившимися частицами составляло 3...10 мкм. Выделение высокодисперсных частиц алюминидов переходных металлов вызывает появление максимума на графике изменения микротвердости в процессе изохронного отжига при температуре нагрева 400 °C. Этой же причиной объясняется появление максимумов на кривых изменения микротвердости в процессе изотермического отжига после 8 ч выдержки при 355 °C и 6 ч выдержки при 410 °C. Коалесценция частиц вторичных фаз при нагреве свыше 400 °C приводит к уменьшению вклада дисперсионного механизма упрочнения, обуславливая тем самым уменьшение микротвердости фольг [9].

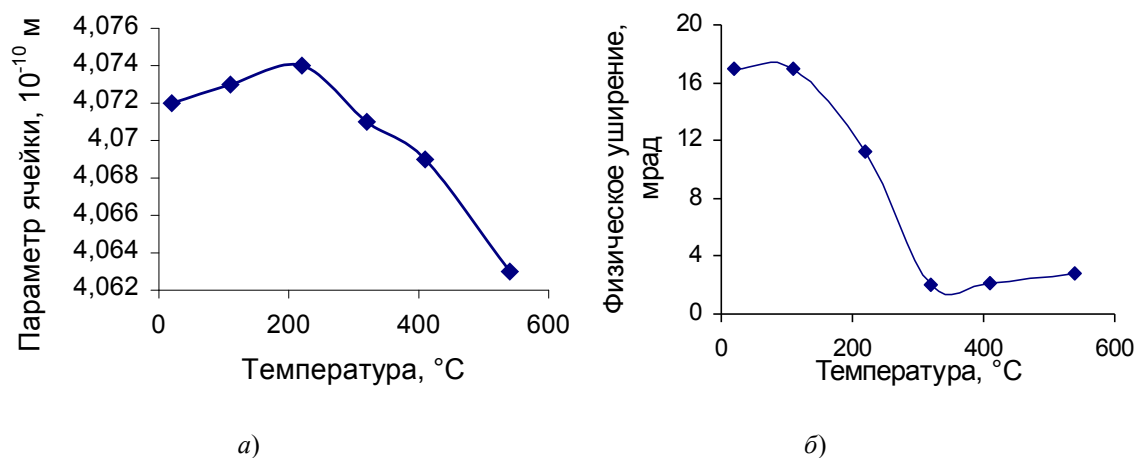


Рис. 3. Изменение параметра кристаллической решетки (а) и физического уширения дифракционной решетки (б) при изохронном отжиге

Отжиг фольг сплава АМг6 при 220, 315 и 420 °С в течение 1,0 ч, как видно из таблицы, не вызывает существенного изменения значений полюсных плотностей дифракционных линий, что свидетельствует о неизменности ориентации зерен и отсутствии протекания рекристаллизационных процессов. Но отжиг фольг сплава при 540 °С в течение 1 ч приводит к перераспределению значений полюсных плотностей дифракционных линий. При этом текстура (111) ослабевает, и появляется текстура (100). Аналогичные изменения значений полюсных плотностей дифракционных линий наблюдались и при отжиге фольг сплавов алюминия с магнием и были обусловлены протеканием собирательной рекристаллизации [10]. Развитию собирательной рекристаллизации способствовала коалесценция частиц вторичных фаз, создающая условия для миграции высокоугловых границ зерен [11].

Выводы

Таким образом, фольги сплава АМг6, полученные сверхбыстрой закалкой из жидкой фазы, являются однофазными, имеют микрокристаллическую структуру и текстуру (111). При их отжиге происходит распад пересыщенного твердого раствора, при котором происходит выделение сначала алюминидов магния, а затем алюминидов переходных металлов. Собирательная рекристаллизация фольг приводит к ослаблению текстуры (111) и появлению текстуры (100). Микротвердость фольг превышает микротвердость массивных образцов и зависит от условий проведения термической обработки.

Литература

1. Высокоскоростное затвердевание расплава (теория, технология и материалы) / В. А. Васильев [и др.]. – Москва : СП ИНТЕРНЕТИНЖИНИРИНГ, 1998. – 400 с.
2. Мирошниченко, И. С. Закалка из жидкого состояния / И. С. Мирошниченко. – Москва : Металлургия, 1982. – 168 с.
3. Русаков, А. А. Рентгенография металлов / А. А. Русаков. – Москва : Атомиздат, 1977. – 480 с.
4. Дамаск, А. Точечные дефекты в металлах / А. Дамаск, Дж. Динс. – Москва : Мир, 1966. – 292 с.
5. Shepelevich V.G., Siutsova P.A., Neumerzhitskaya E.Yu., Gutko E.S., Kuckarecko K.V. // J. of Alloys and Compounds. – 2005. – V. 403. – P. 267–269.
6. Li D.Y., Szpunar J.A. A possible role for surface packing density in the formation of {111} texture in solidified FCC metals // J. Mater. Sci. Lett. – 1994. – V. 13. – P. 1521–1523.
7. Шепелевич, В. Г. Фазовый анализ быстрозатвердевших фольг сплавов системы Al-Mn // Теория и практика машиностроения / В. Г. Шепелевич, Е. Ю. Неумержицкая. – 2005. – № 1. – С. 30–33.
8. Гольдштейн, М. И. Металлофизика высокопрочных сплавов / М. И. Гольдштейн, В. С. Литвинов, Б. М. Бронфин. – Москва : Металлургия, 1986. – 312 с.
9. Неумержицкая, Е. Ю. Структура, свойства и термическая стабильность быстрозатвердевших фольг сплавов алюминия с хромом, никелем и марганцем / Е. Ю. Неумержицкая, В. Г. Шепелевич // Перспективные материалы. – 2005. – № 4. – С. 69–73.
10. Шепелевич, В. Г. Исследование быстрозатвердевших фольг бинарных и тройных сплавов на основе алюминия, содержащих цинк и магний / В. Г. Шепелевич, Е. С. Гутько // Физика и химия обработки материалов. – 2005. – № 4. – С. 81–85.
11. Мартин, Дж. Стабильность микроструктуры металлических систем / Дж. Мартин, Р. Доэрти. – Москва : Мир, 1978. – 280 с.